

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **07252598 A**

(43) Date of publication of application: **03.10.95**

(51) Int. Cl      **C22C 38/00**  
**C21D 6/00**  
**C21D 9/40**  
**C22C 38/24**  
**C23C 8/22**

(21) Application number: **06070089**

(22) Date of filing: **15.03.94**

(71) Applicant: **HITACHI METALS LTD**

(72) Inventor: **FUKUMOTO SHIHO**  
**NAKAMURA HIDEKI**

**(54) BEARING STEEL AND BEARING MEMBER**

**(57) Abstract:**

**PURPOSE:** To produce a bearing member capable of obtaining an excellent rolling fatigue service life and to produce a bearing steel constituting this bearing member.

ferrite in the austenitizing temp. is regulated to 23% by the area ratio of the microstructure and used after being subjected to carburizing. Moreover, the bearing member is the one obtd. by subjecting a part or the whole body of the surface of this bearing steel to carburizing.

**COPYRIGHT:** (C)1995,JPO

**CONSTITUTION:** This is a bearing steel having a compsn. contg., by weight, 20.4% C, 2 to 7% Cr, one or two kinds of W and Mo by 3 to 20% as W equivalent (W+2Mo), 0.5 to <1.1% V, and the balance substantial Fe with inevitable impurities, in which the content of  $\delta$

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-252598

(43)公開日 平成7年(1995)10月3日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>  
C 22 C 38/00  
C 21 D 6/00  
9/40  
C 22 C 38/24  
C 23 C 8/22

識別記号 302 E  
府内整理番号 102 J 9269-4K  
Z

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数7 FD (全6頁)

(21)出願番号 特願平6-70089

(22)出願日 平成6年(1994)3月15日

(71)出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(72)発明者 福元 志保

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社冶金研究所内

(72)発明者 中村 秀樹

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社冶金研究所内

(74)代理人 弁理士 大場 充

(54)【発明の名称】 軸受鋼および軸受部材

(57)【要約】

【目的】 優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材およびその軸受部材となる軸受鋼を提供する。

【構成】 本発明は、重量%で、C 0.4%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~20%、V 0.5%以上で1.1%未満含有し、残部実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼である。また本発明の軸受部材は、本発明の軸受鋼の表面の一部または全部を浸炭したものである。

図面代用写真



100 μm (x100)



25 μm (x400)

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C O. 4%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~20%、V O. 5%以上で1. 1%未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であり、浸炭して用いられる軸受鋼であって、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項2】 重量%で、C O. 1~0. 4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~18%、V O. 5%以上で1. 1%未満含有し、残部実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項3】 請求項1ないし2のいずれかに記載のFeの一部を5%以下のNiで置換したことを特徴とする軸受鋼。

【請求項4】 請求項1ないし3のいずれかに記載のFeの一部を10%以下のCoで置換したことを特徴とする軸受鋼。

【請求項5】 1 μm以上のMC型炭化物がミクロ組織の面積率で1%以下であることを特徴とする請求項1ないし4に記載の軸受鋼。

【請求項6】 請求項1ないし5のいずれかに記載の軸受鋼の表面の一部または全部に浸炭層が形成され、浸炭層が形成された表面の硬さはHRC 64以上、浸炭部以外の芯部は、HRC 60以下であることを特徴とする軸受部材。

【請求項7】 浸炭層に残留圧縮応力を有することを特徴とする請求項6に記載の軸受部材。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、ガスタービン機関の軸受など、過酷な条件下で使用するのに好適な軸受鋼および軸受部材に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】 従来、ガスタービン機関等の軸受に用いられる部材として、耐熱性に優れたCr-Mo-V系の高速度工具鋼であるAISI M50等の軸受鋼が使用されてきた。近年では、ガスタービンの高効率化が進み、軸受鋼には、耐熱性だけでなく、軸受としての耐久性に優れること、すなわち高い転動疲労寿命特性を有することが求められている。

【0003】 最近、軸受の転動疲労寿命特性を高める方法として、特開昭61-236923号に記載されるように、表面を浸炭して熱処理することによって表面に残留圧縮応力を付与するとともに、表面硬度および高温硬さを高め、浸炭されない内部は低Cの韧性に優れた組成

を残しておく手法がとられるようになった。この技術は、浸炭した表面の残留圧縮応力によって高硬度の表面に発生したクラックの進展を抑制するものであり、また低硬度の韧性が高い非浸炭部である芯部を存在させることにより、芯部でのクラックの進展をさらに抑制するものである。上記特開昭61-236923号によれば、浸炭して用いられる軸受鋼としてCr-Mo-V系であって、M50よりもC量の低い、C O. 11-0. 15, Mo 4. 0-4. 5, Cr 4. 0-4. 25, V 1. 1-1. 3, Ni 3. 2-3. 6、残部Feからなる鋼を浸炭すれば、特に転動寿命特性に優れた軸受部材となることが記載されている。

【0004】 近年では、ガスタービン機関の高効率化がさらに進みつつある。軸受部材に対する負荷を示す指標として、軸受部材の直径D [mm] と回転速度N [rpm] の積であるDN値が用いられている。現在ではこのDN値のさらに高い使用条件が求められており、軸受部材に対しては高負荷化に耐えることが一段と要求されている。DN値が大きくなると軸受部材に引張応力が発生し、一度クラックが発生するとクラック進展速度が増加し、重大事故につながりなりかねない。したがって、このクラックの進展を抑えるためにさらなる高韧性化が要求されている。

【0005】 また、軸受部材の芯部としては、表面にかかる荷重に耐えるだけの十分な強度が必要であり、そのためには硬さを高める必要がある。上述した韧性と硬さは相反する特性であるが、DN値の高い条件で充分に優れた転動疲労寿命特性を得るには、一方の特性を犠牲にすることなく、韧性および硬さを高めた軸受部材が要求されている。本発明は、上記問題点に鑑み、優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材およびその軸受部材となる軸受鋼を提供することである。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明者は、浸炭して用いられる軸受鋼に着目し、その成分および組織と韧性および硬さの関係を研究し、硬さを低下することなく韧性を飛躍的に向上させるには、Vを従来よりも低めの特定範囲に規制するとともに、さらにオーステナイト化温度におけるδフェライトの発生を極力抑えることが有効であることを見いだし、本発明に到達した。

【0007】 すなわち本発明は、重量%で、C O. 4%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~20%、V O. 5%以上で1. 1%未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であり、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼である。

【0008】 本発明では、Fe基をベースにし、C, Cr, VおよびWとMoの1種または2種を必須元素として前記範囲で含有すればよく、その他の任意の元素は必

要に応じて添加することができる。ただし、本発明鋼は熱処理（焼入れ、焼もどし）して使用される鋼であり、焼入れ状態でマルテンサイト組織となるいわゆるマルテンサイト鋼であり、かつ焼入れ時のオーステナイト化温度において $\delta$ フェライトが前記の値以下の極めて少量であることを特徴とする。

【0009】より具体的な好ましい鋼は、重量%で、C 0.1~0.4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 2~7%，WまたはMoの1種または2種をW当量（W+2Mo）として3~18%，V 0.5%以上で1.1%未満、残部実質的にFeからなる組成である。また望ましくはFeの一部を5%以下のNiで置換する。またFeの一部を10%以下のCoで置換しても良い。本発明においてさらに望ましくは1μm以上のMC型炭化物がミクロ組織の面積率で1%以下とする。

【0010】本発明の軸受部材は、上述した軸受鋼の表面の一部または全部に浸炭層が形成され、浸炭層が形成された表面の硬さはHRC 64以上、浸炭部以外の芯部は、HRC 60以下であることを特徴とする軸受部材である。望ましくは浸炭層に残留圧縮応力を有するようとする。

#### 【0011】

【作用】本発明の最大の特徴の一つは、高速度工具鋼組成からCを低めた浸炭して使用される軸受鋼のV量を0.5%以上で1.1%未満という低めに規制したことである。このVの規制により本発明の軸受鋼は、硬さをほとんど落とすことなく、極めて高い韌性特性を得ることができるものである。

【0012】本発明におけるVの規定によって硬さを低下させず、著しく韌性特性が向上する理由は不詳であるが、極めて微細なVCの析出により、硬さが保たれたまま韌性が向上したものと推測される。本発明において、Vが1.1%以上あると、韌性特性が著しく低下するため1.1%未満と規定した。好ましくは1.0%未満である。またVが0.5%未満では韌性は向上するものの、浸炭された表面に形成される高速度工具鋼組成部分の基本的な性質であるV添加による耐熱性の向上、すなわち軸受として使用したとき、温度上昇が起こっても表面硬さを維持できるという特性が劣化してしまい結果として転動寿命特性を劣化してしまうため好ましくない。したがって、本発明においては、Vの下限は0.5%と規定した。

【0013】また本発明の別の重要な特徴の一つは、オーステナイト化温度における $\delta$ フェライト量を規定したことである。 $\delta$ フェライトが生成すると軸受鋼の韌性は著しく低下する。また $\delta$ フェライトには炭化物形成元素であるV、MoおよびWが多く固溶するため、表面の浸炭時に $\delta$ フェライトとCを多く含むオーステナイトの界面で炭化物が優先的に析出し微細で均一な組織となら

い。また $\delta$ フェライトは焼入れ時にマルテンサイト変態を起こさないので表面硬度も低いものとなる。このような理由から $\delta$ フェライトの存在は、転動疲労寿命を著しく劣化する原因となるため、制限しなければならない。本発明においては、 $\delta$ フェライトの量はミクロ組織の面積率で3%以下であると規定したが、この規定は基本的には $\delta$ フェライトが極めて少ないか、または無いことを意味するものである。

【0014】以下V以外の各元素の規定理由について述べる。CはVについて重要な元素であり、本発明の浸炭して用いられる軸受鋼の基本的な韌性および硬さを決定する元素である。Cはマルテンサイト変態により焼入れ硬化を起こし、硬さを高める。またオーステナイト安定化元素であり、オーステナイト化温度まで加熱した時に韌性を劣化する $\delta$ フェライトが生成するのを抑制する効果がある。一方C量を高め過ぎると、硬さが高くなりすぎ、韌性を低下する。本発明においては、浸炭されて使用されるため、浸炭されない芯部の韌性の確保が最も重要であり、炭化物の生成過多による韌性の低下を防ぐため、Cの上限を0.4%とした。また $\delta$ フェライトの生成を抑制するためには、好ましくは0.1%以上とする。

【0015】Crはマトリクスと炭化物の両方に固溶し、マトリクスの焼入れ性の確保、炭化物の焼入れ時の基地への固溶の促進、浸炭される表面の高硬度化に有効な元素である。Crは2%未満では焼入れ焼きもどし後の硬さがHRC 40以上が得られないため、下限値を2%とした。また7%以上添加すると、 $\delta$ フェライトが安定し、韌性を著しく劣化するため7%以下と規定した。

【0016】WとMoは、軸受部材の浸炭部の硬さを高め、また耐熱性を付与するという点で同一の作用を有する元素である。重量比でMo 1%はW 2%と等価であり、W当量（W+2Mo）として規定する。WまたはMoは浸炭されることによって、微細なMoC型炭化物を形成し、硬い浸炭層を形成する。また微細な炭化物によりオーステナイト結晶粒の粗大化が防止されるため韌性の確保にも有効である。しかし、W当量を高めていくと浸炭部の硬さが上がるが、浸炭されない芯部の硬さも硬くなり、クラックの進展速度を速めてしまう。また、W当量が高すぎると $\delta$ フェライトが安定化し、韌性を著しく劣化する。本発明では、軸受部材として充分な表面硬さを得るために、W当量は3%以上と規定し、充分な韌性を確保するためにW当量の上限を20%とした。好ましいW当量の上限は18%である。

【0017】Siは、脱酸元素として、あるいは硬さや耐熱性を向上させる元素として知られており、添加することが好ましい。添加する場合には2%を超えると韌性が劣化するので上限を2%とした。Mnは、脱酸元素として、あるいはMnSとして析出させ、不純物として含有されるSの有害性を抑える効果がある。添加する場合

には2%を超えると韌性を劣化するため、2%を上限とする。

【0018】Niは、δフェライトの生成を著しく抑えるとともに、浸炭表面の硬さの変化を緩やかにする効果があるので、転動寿命特性を向上するのに有効な添加可能元素である。しかし、5%を超えるとA1変態点が下がり、焼きなまし硬さを上げ、被削性等を劣化するため添加する場合には、5%以下とする。

【0019】Coは、主にマトリックスに固溶し、硬さと耐熱性を向上させる効果がある。ただし、添加量を増やしていくと、強度と韌性は漸減する。特に高硬度が要求される軸受部材に添加するのが望ましい元素である。Coの10%超える添加は、韌性が劣化し過ぎて、軸受部材として不適となるので上限は10%とした。

【0020】また本発明においては、具体的な添加可能元素としてNbがある。Nbは合金組織の微細化に効果のある元素であり、軸受部材の韌性を高めるためには有効である。Nbは添加しすぎると、硬さが高くなりすぎ、クラックの進展速度を速めててしまうため、添加する場合は0.5%以下とする。

【0021】Niを含有する場合の本発明の軸受鋼の好ましい具体的な組成範囲の一例を示すと重量%で、C 0.1~0.4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~18%、V 0.5%以上で1.1%未満、残部実質的にFeからなる鋼である。さらに、Nbを含有する場合の本発明の軸受鋼の好ましい具体的な組成範囲の一例を示すと、重量%で、Co. 1~0.4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~18%、V 0.5%以上で1.1%未満、Nb 0.5%以下、残部実質的にFeからなる鋼である。ただし、当然のことながら、オーステナイト化温度におけるδフェライトは、ミクロ組織の面積率で3%以下に制限する必要がある。

【0022】また本発明の軸受鋼において、望ましくは1μm以上のMC型炭化物がミクロ組織の面積率で1%以下としたのは、MC型炭化物となるVCがミクロ組織中に多く確認される組織では、軸受部材の芯部の硬さが

\*上がりすぎ、クラックの進展速度を速めて、転動寿命特性を著しく低下させるため、上限を規定する必要があるためである。本発明においては、好ましくは100倍の光学顕微鏡では、VC炭化物は確認されないことが望ましい。

【0023】本発明の軸受部材は上述した規定を満足させると、浸炭層の表面硬さはHRC 64以上、浸炭部以外の芯部硬さはHRC 60以下にすることができる。また、本発明の軸受鋼は浸炭処理と、その後の熱処理により表面に圧縮応力を残留させることができる。この圧縮応力場によって、表面のクラックの進展が抑制できるとともに、高い韌性を有する芯部によって、芯部でのクラックの進展も防止できるため、軸受部材の転動寿命特性を著しく向上することができる。

#### 【0024】

##### 【実施例】

(実施例1) 表1に示す成分にて、本発明の軸受鋼と比較鋼を真空溶解法にて溶製し、その後ソーキング処理を施した。得られた素材を熱間加工により22mmの丸棒20に鍛伸した後、シャルピー衝撃試験片、破壊韌性値試験片、ならびに転動疲労寿命試験片 (φ22mm×22mm) を採取した。シャルピー衝撃試験片および破壊韌性値試験片は、軸受部材の芯部の評価を行うために、浸炭せず1100℃、焼きもどし530℃×2回の焼入れをおこなった。またこれらの試験片のミクロ組織を100倍もしくは400倍の光学顕微鏡により観察し、MC炭化物の面積率およびδフェライトの面積率を求めた。

【0025】また転動疲労寿命試験片は950℃で48時間の浸炭処理を行ない、表面から1mm除去した後、30上述した焼入れをおこない約2.5mmの残留圧縮応力を有する浸炭層を得てから評価した。なお、転動疲労試験条件としては、210℃、最高ヘルツ圧4.8×10<sup>9</sup> [N/mm<sup>2</sup>]、回転速度50000rpmの条件で実施し、L<sub>10</sub> (10%累積非損率) 寿命で評価した。表2に上述した試験結果をまとめて示す。表2における芯部硬さは非浸炭部の硬さ、表面硬さは浸炭した試験片の残留オーステナイト含有相を除去した表面硬さである。

#### 【0026】

##### 【表1】

試料 No	化学成分 (wt%)												MC 面積率%	δフェライト 面積率%	
	C	Si	Mo	Ni	Cr	W	Mo	V	Nb	Co	Fe	W+2Mo			
発明鋼	1	0.13	0.19	0.22	3.29	4.10	-	4.10	0.59	-	-	bal.	8.2	0	0
	2	0.11	0.23	0.25	3.30	4.11	-	4.22	0.83	-	-	n	8.4	0	0
	3	0.12	0.22	0.22	3.27	4.09	-	4.19	0.96	0.09	-	n	8.4	0	0
	4	0.13	0.21	0.24	3.12	4.17	-	4.12	1.09	-	-	n	8.2	0	0
	5	0.33	0.23	0.21	-	4.04	-	4.21	0.82	-	-	n	8.4	0.6	0
	6	0.20	0.22	0.20	3.38	4.13	-	4.16	0.79	-	-	n	8.3	0	0
	7	0.15	0.20	0.24	3.34	4.06	-	5.06	0.78	-	-	n	10.1	0	0
	8	0.17	0.21	0.21	3.37	4.02	-	6.12	0.81	-	-	n	12.2	0	0
	9	0.11	0.20	0.21	3.36	4.01	4.10	2.06	0.80	-	-	n	8.2	0	0
	10	0.12	0.22	0.24	3.24	4.15	8.24	-	0.84	-	-	n	8.2	0	0
	11	0.13	0.21	0.19	3.34	4.10	-	4.07	0.85	-	4.20	n	8.1	0	0
	12	0.11	0.23	0.21	3.34	4.09	-	4.14	0.81	-	7.92	n	8.3	0	0
	13	0.13	0.21	0.19	2.01	4.10	-	4.02	0.73	-	-	n	8.0	0	0.2
	14	0.13	0.21	0.19	4.82	4.10	-	4.11	0.79	0.10	-	n	8.2	0	0
	15	0.13	0.21	0.19	3.26	2.67	-	4.24	0.89	-	-	n	8.5	0	0
	16	0.11	0.20	0.21	3.13	5.79	-	4.12	0.85	-	-	n	8.2	0	0.1
比較鋼	17	0.12	0.23	0.31	3.52	4.20	-	4.25	1.21	-	-	n	8.5	0	0
	18	0.45	0.22	0.26	3.41	4.09	-	4.09	0.95	-	-	n	8.2	1.8	0
	19	0.13	0.25	0.34	3.46	4.17	-	4.21	0.39	-	-	n	8.4	0	0

【0027】

【表2】

試料 No	内部硬さ HRC	衝撃値 J/cm <sup>2</sup>	破壊靭性値 MPa/m <sup>1/2</sup>	表面硬さ HRC	疲労寿命 L <sub>10</sub> × 10 <sup>6</sup> cycle	
発明鋼	1	45.7	166	85	64.0	105
	2	46.3	153	82	63.9	119
	3	46.1	130	78	63.5	120
	4	45.7	80	64	64.0	97
	5	55.3	60	47	64.2	96
	6	49.3	75	54	63.9	98
	7	48.1	105	59	64.5	104
	8	51.2	70	52	65.1	95
	9	46.2	110	72	63.9	109
	10	46.9	80	57	64.2	104
	11	47.0	135	68	65.2	97
	12	47.5	120	61	65.7	94
	13	45.8	180	79	64.3	96
	14	45.4	155	74	64.5	98
	15	44.1	140	75	63.5	96
	16	46.4	135	78	64.5	94
比較鋼	17	45.0	51	54	64.1	92
	18	61.2	34	32	65.3	57
	19	43.6	174	72	63.2	72

【0028】表1と表2より、本発明鋼（試料No. 1～16）の転動疲労寿命特性はいずれも比較鋼（試料No. 17～19）よりも優れている。Vが本発明鋼よりも高い比較鋼No. 17は、ほぼ同組成でVのみ低い本発明鋼No. 1～4に比べ、硬さがほとんど同じであるにもかかわらず、著しくシャルピー衝撃値が低下しており、疲労寿命も短くなっていることがわかる。特に、Vを1未満とした本発明の試料No. 1～3は、極めてシャルピー衝撃値が高くなっているが、浸炭されない軸受部材の芯部の靭性向上に極めて有効であることがわかる。

【0029】また本発明鋼よりもCの高い比較鋼No. 1～4は、内部硬さが高くなり、Vが面積率で1%以上存在するため破壊靭性値が低下し、疲労寿命が極めて短くなっていることがわかる。また、本発明鋼よりもVの低い試料No. 19は、シャルピー衝撃値および破壊靭性値が本発明と同等以上であるにもかかわらず、疲労寿命が低下している。これは表面硬さの低下と、V量が少ないために耐熱性が得られなかったためと考えられる。

\* 18は内部硬さが高くなり、VCが面積率で1%以上存在するため破壊靭性値が低下し、疲労寿命が極めて短くなっていることがわかる。また、本発明鋼よりもVの低い試料No. 19は、シャルピー衝撃値および破壊靭性値が本発明と同等以上であるにもかかわらず、疲労寿命が低下している。これは表面硬さの低下と、V量が少ないとために耐熱性が得られなかったためと考えられる。

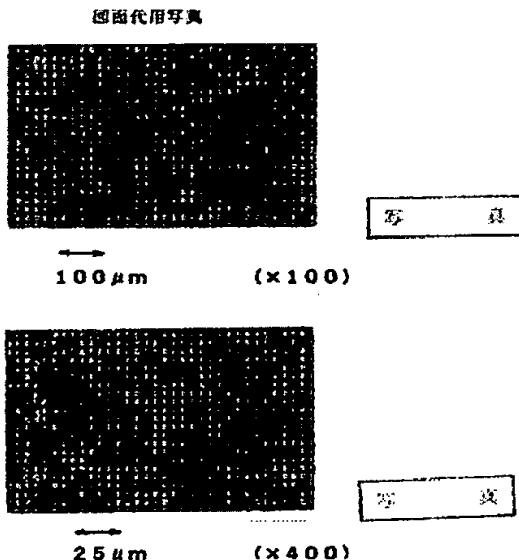
【0030】本発明の試料において、Cを高めた試料No. 5および6は、内部硬さが高くなり、疲労寿命が短くなることがわかる。また、表面硬さを高めるためにW当量を高めた試料No. 7および8は、窒化された表

面硬さが高くなることによって、疲労寿命が長くなることがわかる。

【0031】(実施例2) 表1に示した本発明の軸受鋼の試料No. 2の典型的な組織写真を図1に示す。図1は、焼きもどした組織であり、組織中にVC炭化物は確認されず、 $\delta$ フェライトも確認されないものである。この試料No. 2の組成を基準として、 $\delta$ フェライトの生成を抑制する作用のあるNi量を少なくした試料を作製し、 $\delta$ フェライト量と破壊靭性値および疲労寿命の関係を調査した。結果を図2に示す。

【0032】図2に示すように $\delta$ フェライトの生成による靭性特性の劣化は著しく、靭性特性の低下に伴って、疲労寿命も低下していることがわかる。図2に示すように、 $\delta$ フェライトの生成は、軸受部材としては非常に好 \*

【図1】



\* ましくなく、 $\delta$ フェライトは面積率で3%以下とすべきことがわかる。

## 【0033】

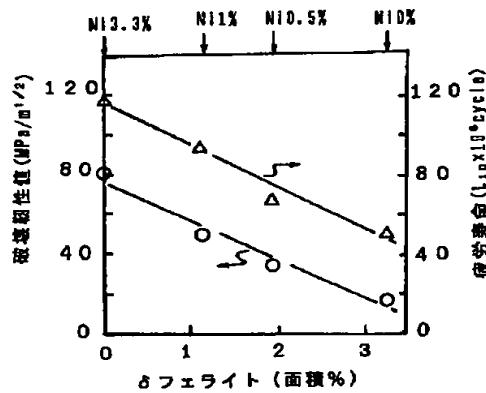
【発明の効果】本発明の軸受鋼によれば、浸炭されて軸受部材となったとき、極めて優れた靭性特性と、芯部として十分な強度を保つことができるため、従来の軸受部材の転動疲労寿命特性を飛躍的に向上することが可能となる。したがって、今後さらなる高負荷化が要求されるガスタービン等の軸受部材として極めて有効である。

## 10 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の軸受鋼の金属ミクロ組織を示す写真である。

【図2】 $\delta$ フェライトの面積率と靭性特性および転動寿命特性の関係を示す図である。

【図2】



(19)

JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: 07252598 A

(43) Date of publication of application: 03.10.95

(51) Int. Cl      **C22C 38/00**  
                    **C21D 6/00**  
                    **C21D 9/40**  
                    **C22C 38/24**  
                    **C23C 8/22**

(21) Application number: 06070089

(22) Date of filing: 15.03.94

(71) Applicant: **HITACHI METALS LTD**  
(72) Inventor: **FUKUMOTO SHIHO**  
                    **NAKAMURA HIDEKI**

**(54) BEARING STEEL AND BEARING MEMBER**

**(57) Abstract:**

**PURPOSE:** To produce a bearing member capable of obtaining an excellent rolling fatigue service life and to produce a bearing steel constituting this bearing member.

**CONSTITUTION:** This is a bearing steel having a compsn. contg., by weight, 20.4% C, 2 to 7% Cr, one or two kinds of W and Mo by 3 to 20% as W equivalent (W+2Mo), 0.5 to <1.1% V, and the balance substantial Fe with inevitable impurities, in which the content of  $\delta$  ferrite in the austenitizing temp. is regulated to 23% by

the area ratio of the microstructure and used after being subjected to carburizing. Moreover, the bearing member is the one obtd. by subjecting a part or the whole body of the surface of this bearing steel to carburizing.

**COPYRIGHT:** (C)1995,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-252598

(43)公開日 平成7年(1995)10月3日

(51)Int.Cl.  
C 22 C 38/00  
C 21 D 6/00  
9/40  
C 22 C 38/24  
C 23 C 8/22

識別記号 302 E  
102 J 9269-4K  
Z

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数7 FD (全6頁)

(21)出願番号 特願平6-70089

(22)出願日 平成6年(1994)3月15日

(71)出願人 000005083  
日立金属株式会社  
東京都千代田区丸の内2丁目1番2号  
(72)発明者 福元 志保  
島根県安来市安来町2107番地の2 日立金  
属株式会社冶金研究所内  
(72)発明者 中村 秀樹  
島根県安来市安来町2107番地の2 日立金  
属株式会社冶金研究所内  
(74)代理人 弁理士 大場 充

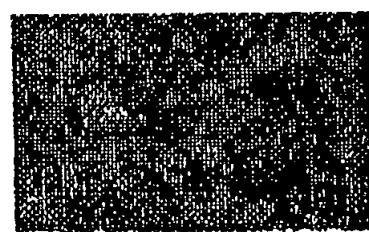
(54)【発明の名称】 軸受鋼および軸受部材

(57)【要約】

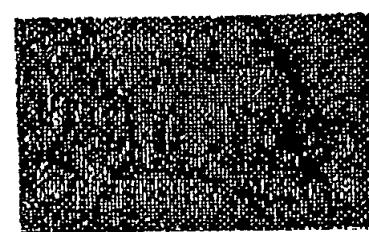
【目的】 優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材およびその軸受部材となる軸受鋼を提供する。

【構成】 本発明は、重量%で、C 0.4%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~20%、V 0.5%以上で1.1%未満含有し、残部実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼である。また本発明の軸受部材は、本発明の軸受鋼の表面の一部または全部を浸炭したものである。

図面代用写真



100 μm (x100)



25 μm (x400)

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C 0.4%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~20%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であり、浸炭して用いられる軸受鋼であって、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項2】 重量%で、C 0.1~0.4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 2~7%，WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~18%、V 0.5%以上で1.1%未満含有し、残部実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼。

【請求項3】 請求項1ないし2のいずれかに記載のFeの一部を5%以下のNiで置換したことを特徴とする軸受鋼。

【請求項4】 請求項1ないし3のいずれかに記載のFeの一部を10%以下のCoで置換したことを特徴とする軸受鋼。

【請求項5】 1 μm以上のMC型炭化物がミクロ組織の面積率で1%以下であることを特徴とする請求項1ないし4に記載の軸受鋼。

【請求項6】 請求項1ないし5のいずれかに記載の軸受鋼の表面の一部または全部に浸炭層が形成され、浸炭層が形成された表面の硬さはHRC 64以上、浸炭部以外の芯部は、HRC 60以下であることを特徴とする軸受部材。

【請求項7】 浸炭層に残留圧縮応力を有することを特徴とする請求項6に記載の軸受部材。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、ガスタービン機関の軸受など、過酷な条件下で使用するのに好適な軸受鋼および軸受部材に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】 従来、ガスタービン機関等の軸受に用いられる部材として、耐熱性に優れたCr-Mo-V系の高硬度工具鋼であるAISI M50等の軸受鋼が使用されてきた。近年では、ガスタービンの高効率化が進み、軸受鋼には、耐熱性だけでなく、軸受としての耐久性に優れること、すなわち高い転動疲労寿命特性を有することが求められている。

【0003】 最近、軸受の転動疲労寿命特性を高める方法として、特開昭61-236923号に記載されるように、表面を浸炭して熱処理することによって表面に残留圧縮応力を付与するとともに、表面硬度および高温硬度を高め、浸炭されない内部は低Cの韧性に優れた組成

を残しておく手法がとられるようになった。この技術は、浸炭した表面の残留圧縮応力によって高硬度の表面に発生したクラックの進展を抑制するものであり、また低硬度の韧性が高い非浸炭部である芯部を存在させることにより、芯部でのクラックの進展をさらに抑制するものである。上記特開昭61-236923号によれば、浸炭して用いられる軸受鋼としてCr-Mo-V系であって、M50よりもC量の低い、C 0.11~0.15, Mo 4.0~4.5, Cr 4.0~4.25, V 1.1~1.3, Ni 3.2~3.6、残部Feからなる鋼を浸炭すれば、特に転動寿命特性に優れた軸受部材となることが記載されている。

【0004】 近年では、ガスタービン機関の高効率化がさらに進みつつある。軸受部材に対する負荷を示す指標として、軸受部材の直径D [mm] と回転速度N [rpm] の積であるDN値が用いられている。現在ではこのDN値のさらに高い使用条件が求められており、軸受部材に対しては高負荷化に耐えることが一段と要求されている。DN値が大きくなると軸受部材に引張応力が発生し、一度クラックが発生するとクラック進展速度が増加し、重大事故につながりなりかねない。したがって、このクラックの進展を抑えるためにさらなる高韧性化が要求されている。

【0005】 また、軸受部材の芯部としては、表面にかかる荷重に耐えるだけの十分な強度が必要であり、そのためには硬さを高める必要がある。上述した韧性と硬さは相反する特性であるが、DN値の高い条件で充分に優れた転動疲労寿命特性を得るには、一方の特性を犠牲にすることなく、韧性および硬さを高めた軸受部材が要求されている。本発明は、上記問題点に鑑み、優れた転動疲労寿命特性が得られる軸受部材およびその軸受部材となる軸受鋼を提供することである。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明者は、浸炭して用いられる軸受鋼に着目し、その成分および組織と韧性および硬さの関係を研究し、硬さを低下することなく韧性を飛躍的に向上させるには、Vを従来よりも低めの特定範囲に規制するとともに、さらにオーステナイト化温度におけるδフェライトの発生を極力抑えることが有効であることを見いだし、本発明に到達した。

【0007】 すなわち本発明は、重量%で、C 0.4%以下、Cr 2~7%，WまたはMoの1種または2種をW当量(W+2Mo)として3~20%、V 0.5%以上で1.1%未満含有するFe基のマルテンサイト系鋼であり、オーステナイト化温度におけるδフェライトがミクロ組織の面積率で3%以下であることを特徴とする浸炭して用いられる軸受鋼である。

【0008】 本発明では、Fe基をベースにし、C, Cr, VおよびWとMoの1種または2種を必須元素として前記範囲で含有すればよく、その他の任意の元素は必

要に応じて添加することができる。ただし、本発明鋼は熱処理（焼入れ、焼もどし）して使用される鋼であり、焼入れ状態でマルテンサイト組織となるいわゆるマルテンサイト鋼であり、かつ焼入れ時のオーステナイト化温度においてδフェライトが前記の値以下の極めて少量であることを特徴とする。

【0009】より具体的な好ましい鋼は、重量%で、C 0.1~0.4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 2~7%、WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~18%、V 0.5%以上で1.1%未満、残部実質的にFeからなる組成である。また望ましくはFeの一部を5%以下のNiで置換する。またFeの一部を10%以下のCoで置換しても良い。本発明においてさらに望ましくは1μm以上のMC型炭化物がミクロ組織の面積率で1%以下とする。

【0010】本発明の軸受部材は、上述した軸受鋼の表面の一部または全部に浸炭層が形成され、浸炭層が形成された表面の硬さはHRC 64以上、浸炭部以外の芯部は、HRC 60以下であることを特徴とする軸受部材である。望ましくは浸炭層に残留圧縮応力を有するようにする。

#### 【0011】

【作用】本発明の最大の特徴の一つは、高速度工具鋼組成からCを低めた浸炭して使用される軸受鋼のV量を0.5%以上で1.1%未満という低めに規制したことである。このVの規制により本発明の軸受鋼は、硬さをほとんど落とすことなく、極めて高い韌性特性を得ることができるものである。

【0012】本発明におけるVの規定によって硬さを低下させず、著しく韌性特性が向上する理由は不詳であるが、極めて微細なVCの析出により、硬さが保たれたまま韌性が向上したものと推測される。本発明において、Vが1.1%以上であると、韌性特性が著しく低下するため1.1%未満と規定した。好ましくは1.0%未満である。またVが0.5%未満では韌性は向上するものの、浸炭された表面に形成される高速度工具鋼組成部分の基本的な性質であるV添加による耐熱性の向上、すなわち軸受として使用したとき、温度上昇が起こっても表面硬さを維持できるという特性が劣化してしまい結果として転動寿命特性を劣化してしまうため好ましくない。したがって、本発明においては、Vの下限は0.5%と規定した。

【0013】また本発明の別の重要な特徴の一つは、オーステナイト化温度におけるδフェライト量を規定したことである。δフェライトが生成すると軸受鋼の韌性は著しく低下する。またδフェライトには炭化物形成元素であるV、MoおよびWが多く固溶するため、表面の浸炭時にδフェライトとCを多く含むオーステナイトの界面で炭化物が優先的に析出し微細で均一な組織となら

い。またδフェライトは焼入れ時にマルテンサイト変態を起こさないので表面硬度も低いものとなる。このような理由からδフェライトの存在は、転動疲労寿命を著しく劣化する原因となるため、制限しなければならない。本発明においては、δフェライトの量はミクロ組織の面積率で3%以下であると規定したが、この規定は基本的にはδフェライトが極めて少ないか、または無いことを意味するものである。

【0014】以下V以外の各元素の規定理由について述べる。CはVについて重要な元素であり、本発明の浸炭して用いられる軸受鋼の基本的な韌性および硬さを決定する元素である。Cはマルテンサイト変態により焼入れ硬化を起こし、硬さを高める。またオーステナイト安定化元素であり、オーステナイト化温度まで加熱した時に韌性を劣化するδフェライトが生成するのを抑制する効果がある。一方C量を高め過ぎると、硬さが高くなりすぎ、韌性を低下する。本発明においては、浸炭されて使用されるため、浸炭されない芯部の韌性の確保が最も重要であり、炭化物の生成過多による韌性の低下を防ぐため、Cの上限を0.4%とした。またδフェライトの生成を抑制するためには、好ましくは0.1%以上とする。

【0015】Crはマトリクスと炭化物の両方に固溶し、マトリクスの焼入れ性の確保、炭化物の焼入れ時の基地への固溶の促進、浸炭される表面の高硬度化に有効な元素である。Crは2%未満では焼入れ焼きもどし後の硬さがHRC 40以上が得られないため、下限値を2%とした。また7%以上添加すると、δフェライトが安定し、韌性を著しく劣化するため7%以下と規定した。

【0016】WとMoは、軸受部材の浸炭部の硬さを高め、また耐熱性を付与するという点で同一の作用を有する元素である。重量比でMo 1%はW 2%と等価であり、W当量 (W+2Mo) として規定する。WまたはMoは浸炭されることによって、微細なM<sub>6</sub>C型炭化物を形成し、硬い浸炭層を形成する。また微細な炭化物によりオーステナイト結晶粒の粗大化が防止されるため韌性の確保にも有効である。しかし、W当量を高めていくと浸炭部の硬さが上がるが、浸炭されない芯部の硬さも硬くなり、クラックの進展速度を速めてしまう。また、W当量が高すぎるとδフェライトが安定化し、韌性を著しく劣化する。本発明では、軸受部材として充分な表面硬さを得るために、W当量は3%以上と規定し、充分な韌性を確保するためにW当量の上限を20%とした。好ましいW当量の上限は18%である。

【0017】Siは、脱酸元素として、あるいは硬さや耐熱性を向上させる元素として知られており、添加することが好ましい。添加する場合には2%を超えると韌性が劣化するので上限を2%とした。Mnは、脱酸元素として、あるいはMnSとして析出させ、不純物として含有されるSの有害性を抑える効果がある。添加する場合

には2%を超えると韧性を劣化するため、2%を上限とする。

【0018】Niは、 $\delta$ フェライトの生成を著しく抑えるとともに、浸炭表面の硬さの変化を緩やかにする効果があるので、転動寿命特性を向上するのに有効な添加可能元素である。しかし、5%を超えるとA1変態点が下がり、焼きなまし硬さを上げ、被削性等を劣化するため添加する場合には、5%以下とする。

【0019】Coは、主にマトリックスに固溶し、硬さと耐熱性を向上させる効果がある。ただし、添加量を増やしていくと、強度と韧性は漸減する。特に高硬度が要求される軸受部材に添加するのが望ましい元素である。Coの10%を超える添加は、韧性が劣化し過ぎて、軸受部材として不適となるので上限は10%とした。

【0020】また本発明においては、具体的な添加可能元素としてNbがある。Nbは合金組織の微細化に効果のある元素であり、軸受部材の韧性を高めるためには有効である。Nbは添加しすぎると、硬さが高くなりすぎ、クラックの進展速度を速めててしまうため、添加する場合は0.5%以下とする。

【0021】Niを含有する場合の本発明の軸受鋼の好ましい具体的な組成範囲の一例を示すと重量%で、C 0.1~0.4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 2~7%，WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~18%，V 0.5%以上で1.1%未満、残部実質的にFeからなる鋼である。さらに、Nbを含有する場合の本発明の軸受鋼の好ましい具体的な組成範囲の一例を示すと、重量%で、Co. 1~0.4%，Si 2%以下、Mn 2%以下、Ni 5%以下、Cr 2~7%，WまたはMoの1種または2種をW当量 (W+2Mo) として3~18%，V 0.5%以上で1.1%未満、Nb 0.5%以下、残部実質的にFeからなる鋼である。ただし、当然のことながら、オーステナイト化温度における $\delta$ フェライトは、ミクロ組織の面積率で3%以下に制限する必要がある。

【0022】また本発明の軸受鋼において、望ましくは1 $\mu$ m以上のMC型炭化物がミクロ組織の面積率で1%以下としたのは、MC型炭化物となるVCがミクロ組織中に多く確認される組織では、軸受部材の芯部の硬さが

上がりすぎ、クラックの進展速度を速めて、転動寿命特性を著しく低下させるため、上限を規定する必要があるためである。本発明においては、好ましくは100倍の光学顕微鏡では、VC炭化物は確認されないことが望ましい。

【0023】本発明の軸受部材は上述した規定を満足させると、浸炭層の表面硬さはHRC 64以上、浸炭部以外の芯部硬さはHRC 60以下にすることができる。また、本発明の軸受鋼は浸炭処理と、その後の熱処理により表面に圧縮応力を残留させることができる。この圧縮応力場によって、表面のクラックの進展が抑制できるとともに、高い韧性を有する芯部によって、芯部でのクラックの進展も防止できるため、軸受部材の転動寿命特性を著しく向上することができる。

#### 【0024】

##### 【実施例】

(実施例1) 表1に示す成分にて、本発明の軸受鋼と比較鋼を真空溶解法にて溶製し、その後ソーキング処理を施した。得られた素材を熱間加工により22mmの丸棒に鍛伸した後、シャルビー衝撃試験片、破壊韧性値試験片、ならびに転動疲労寿命試験片(Φ22mm × 22mm)を採取した。シャルビー衝撃試験片および破壊韧性値試験片は、軸受部材の芯部の評価を行うために、浸炭せず1100°C、焼きもどし530°C × 2回の焼入れをおこなった。またこれらの試験片のミクロ組織を100倍もしくは400倍の光学顕微鏡により観察し、MC炭化物の面積率および $\delta$ フェライトの面積率を求めた。

【0025】また転動疲労寿命試験片は950°Cで48時間の浸炭処理を行ない、表面から1mm除去した後、上述した焼入れをおこない約2.5mmの残留圧縮応力を有する浸炭層を得てから評価した。なお、転動疲労試験条件としては、210°C、最高ヘルツ圧4.8 × 10<sup>9</sup> [N/mm<sup>2</sup>]、回転速度50000 rpmの条件で実施し、L<sub>10</sub>(10%累積非損率)寿命で評価した。表2に上述した試験結果をまとめて示す。表2における芯部硬さは非浸炭部の硬さ、表面硬さは浸炭した試験片の残留オーステナイト含有相を除去した表面硬さである。

#### 【0026】

##### 【表1】

試料 No	化学成分 (wt%)												NC 面積率%	δフェライト 面積率%	
	C	Si	Mo	Ni	Cr	V	Mo	Y	Nb	Co	Pt	V+2Mo			
発明 鋼	1	0.13	0.19	0.22	3.29	4.10	-	4.10	0.59	-	-	bal.	8.2	0	0
	2	0.11	0.23	0.25	3.30	4.11	-	4.22	0.83	-	-	〃	8.4	0	0
	3	0.12	0.22	0.22	3.27	4.09	-	4.19	0.96	0.09	-	〃	8.4	0	0
	4	0.13	0.21	0.24	3.12	4.17	-	4.12	1.09	-	-	〃	8.2	0	0
	5	0.33	0.23	0.21	-	4.04	-	4.21	0.82	-	-	〃	8.4	0.6	0
	6	0.20	0.22	0.20	3.38	4.13	-	4.16	0.79	-	-	〃	8.3	0	0
	7	0.15	0.20	0.24	3.34	4.06	-	5.06	0.78	-	-	〃	10.1	0	0
	8	0.17	0.21	0.21	3.37	4.02	-	6.12	0.81	-	-	〃	12.2	0	0
	9	0.11	0.20	0.21	3.36	4.01	4.10	2.06	0.80	-	-	〃	8.2	0	0
	10	0.12	0.22	0.24	3.24	4.15	3.24	-	0.84	-	-	〃	8.2	0	0
	11	0.13	0.21	0.19	3.34	4.10	-	4.07	0.85	-	4.20	〃	8.1	0	0
	12	0.11	0.23	0.21	3.34	4.09	-	4.14	0.81	-	7.92	〃	8.3	0	0
	13	0.13	0.21	0.19	2.01	4.10	-	4.02	0.73	-	-	〃	8.0	0	0.2
	14	0.13	0.21	0.19	4.82	4.10	-	4.11	0.79	0.10	-	〃	8.2	0	0
	15	0.13	0.21	0.19	3.26	2.67	-	4.24	0.89	-	-	〃	8.5	0	0
	16	0.11	0.20	0.21	3.13	5.79	-	4.12	0.85	-	-	〃	8.2	0	0.1
比較 鋼	17	0.12	0.23	0.31	3.52	4.20	-	4.25	1.21	-	-	〃	8.5	0	0
	18	0.45	0.22	0.26	3.11	4.09	-	4.09	0.96	-	-	〃	8.2	1.8	0
	19	0.13	0.25	0.34	3.46	4.17	-	4.21	0.39	-	-	〃	8.4	0	0

【0027】

【表2】

試料 No	内部硬さ HRC	衝撃値 J/cm <sup>2</sup>	破壊韌性値 MPa/m <sup>1/2</sup>	表面硬さ HRC	疲労寿命 L <sub>10</sub> × 10 <sup>6</sup> cycles	
発明 鋼	1	45.7	166	85	64.0	105
	2	46.3	153	82	63.9	119
	3	46.1	130	78	63.6	120
	4	45.7	80	64	64.0	97
	5	55.3	60	47	64.2	96
	6	49.3	75	54	63.9	98
	7	48.1	105	59	64.5	104
	8	51.2	70	52	65.1	95
	9	46.2	110	72	63.9	109
	10	46.9	80	57	64.2	104
	11	47.0	135	88	65.2	97
	12	47.5	120	61	65.7	94
	13	45.3	180	79	64.3	96
	14	45.4	155	74	64.5	98
	15	44.1	140	75	63.5	96
	16	46.4	135	78	64.5	94
比較 鋼	17	45.0	51	54	64.1	92
	18	61.2	34	32	66.3	57
	19	43.6	174	72	63.2	72

【0028】表1と表2より、本発明鋼（試料No. 1～16）の転動疲労寿命特性はいずれも比較鋼（試料No. 17～19）よりも優れている。Vが本発明鋼よりも高い比較鋼No. 17は、ほぼ同組成でVのみ低い本発明鋼No. 1～4に比べ、硬さがほとんど同じであるにもかかわらず、著しくシャルピー衝撃値が低下しており、疲労寿命も短くなっていることがわかる。特に、Vを1未満とした本発明の試料No. 1～3は、極めてシャルピー衝撃値が高くなっているが、浸炭されない軸受部材の芯部の韌性向上に極めて有効であることがわかる。

【0029】また本発明鋼よりもCの高い比較鋼No.

18は内部硬さが高くなり、VCが面積率で1%以上存在するため破壊韌性値が低下し、疲労寿命が極めて短くなったことがわかる。また、本発明鋼よりもVの低い試料No. 19は、シャルピー衝撃値および破壊韌性値が本発明と同等以上であるにもかかわらず、疲労寿命が低下している。これは表面硬さの低下と、V量が少ないために耐熱性が得られなかったためと考えられる。

【0030】本発明の試料において、Cを高めた試料No. 5および6は、内部硬さが高くなり、疲労寿命が短くなることがわかる。また、表面硬さを高めるためにW当量を高めた試料No. 7および8は、窒化された表

面硬さが高くなることによって、疲労寿命が長くなることがわかる。

【0031】(実施例2)表1に示した本発明の軸受鋼の試料No.2の典型的な組織写真を図1に示す。図1は、焼きもどしした組織であり、組織中にVC炭化物は確認されず、 $\delta$ フェライトも確認されないものである。この試料No.2の組成を基準として、 $\delta$ フェライトの生成を抑制する作用のあるNi量を少なくした試料を作製し、 $\delta$ フェライト量と破壊靭性値および疲労寿命の関係を調査した。結果を図2に示す。

【0032】図2に示すように $\delta$ フェライトの生成による靭性特性の劣化は著しく、靭性特性の低下に伴って、疲労寿命も低下していることがわかる。図2に示すように、 $\delta$ フェライトの生成は、軸受部材としては非常に好

ましくなく、 $\delta$ フェライトは面積率で3%以下とすべきことがわかる。

#### 【0033】

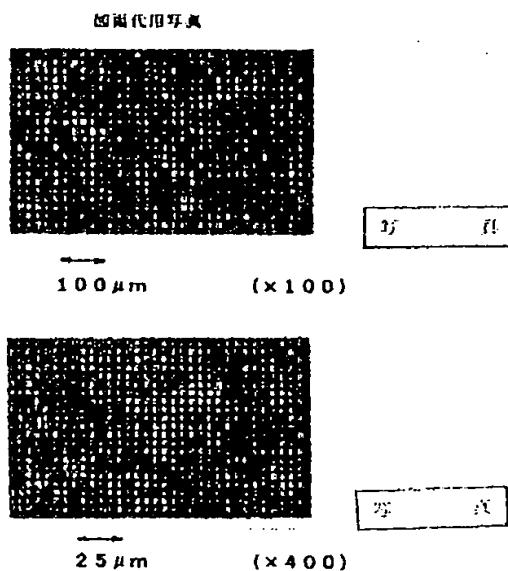
【発明の効果】本発明の軸受鋼によれば、浸炭されて軸受部材となったとき、極めて優れた靭性特性と、芯部として十分な強度を保つことができるため、従来の軸受部材の転動疲労寿命特性を飛躍的に向上することが可能となる。したがって、今後さらなる高負荷化が要求されるガスターピン等の軸受部材として極めて有効である。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の軸受鋼の金属ミクロ組織を示す写真である。

【図2】 $\delta$ フェライトの面積率と靭性特性および転動寿命特性の関係を示す図である。

【図1】



【図2】

